

УДК 621.9

В.В. ИЛЯСОВ, А.А. РЫЖКИН, А.В. ИЛЯСОВ

ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Приводится методика расчёта износостойкости карбида вольфрама, фаз Лавеса, сверхструктур и композиционных материалов на их основе. Обсуждаются полученные результаты.

Ключевые слова: износостойкость, абразивный износ, система «карбид вольфрама - железо», металломатричный композит, покрытия

Введение. Анализ видов износа поверхности изделий показал, что для выбора технологического процесса восстановления изношенной поверхности изделий важно знать механизм и кинетику процесса износа, что позволит выбрать наиболее рациональный метод их восстановления путём нанесения покрытий, соответствующий материал поверхностного слоя, его физико-химические свойства и финишную обработку. Мониторинг состояния проблемы показал, что наиболее характерным является механический износ поверхностей, характеризующийся потерей размеров и массы пар трения, который проявляется при износе прессового и режущего инструмента, насосных штоков, деталей горнодобывающей и землеройной техники и т.д. Наименее изучен абразивный и эрозионный износ поверхностей. Наиболее полная классификация видов износа поверхностей приведена в работах [1, 2]. Авторами работы [1] описаны методы нанесения и схемы формирования поверхностей внешних покрытий, состав материала покрытий и общее состояние проблемы. Для обеспечения поверхностной твёрдости и стойкости к абразивному изнашиванию деталей различного назначения разработаны разнообразные составы покрытий и методы их нанесения.

В последние годы ведутся разработки высокопроизводительных и дешевых методов получения на поверхности инструмента и технологической оснастки толстых покрытий на основе металломатричных композитов (ММК), содержащих карбиды (нитриды, бориды) тугоплавких металлов. К их числу можно отнести метод плазменной наплавки ММК, широко используемый для модификации свойств поверхности инструмента, работающего в условиях абразивного износа. Технология плазменной порошковой наплавки считается одним из наиболее экономичных и эффективных способов нанесения износостойких покрытий на стальные изделия. Следует отметить, что использование наплавки плазменной переносной дугой позволяет добавить тугоплавкие частицы (карбиды переходных металлов) непосредственно в расплав стальной основы композита, что приводит к увеличению износостойкости материалов покрытия на поверхности детали.

Постановка задачи. В настоящее время экспериментальных и теоретических данных, посвящённых изучению износостойкости металломатричных композиционных покрытий на основе системы Fe-W-C, в опубликованной литературе нами не установлено. В связи с этим планируется развить аналитическую модель абразивного износа на композиционные материалы, на основе которой изучить природу износостойкости металломатричных композитов и трибологические свойства покрытий разного состава.

Методика расчёта. Повышение износостойкости покрытий на основе металломатричного композита невозможно решить без научного прогнозирования их поведения в условиях трения, что предполагает дальнейшее изучение физико-химических процессов в зоне контакта и применение аналитических методов расчёта показателей износостойкости, которые отражают определенную физическую модель изнашивания [3-5]. Нами рассматривается механический износ поверхностей с потерей размеров и массы эксплуатируемых изделий, в частности абразивный износ. В сопоставлении с трением скольжения и трением качения механизм абразивного износа и его кинетика другие. По данным Г.Фирреге [6], абразивный износ проявляется в трибосистемах с равномерной интенсивностью во всем диапазоне температур в зоне контакта.

В данной работе использована физическая модель абразивного износа, развитая в работах [3-5,7], для процессов резания твёрдыми сплавами, учитывающая влияние механических и физико-химических характеристик материала покрытия. Авторы отмеченных выше работ, используя эмпирическую зависимость М.М. Хрущева [8], приближение Фриделя (для энергии химической связи) [9], модель Мотта (для диффузионной термоЭДС) [10-12] и ряд математических приближений [3-5], получили соотношение, связывающее относительную износостойкость с характеристиками электронной структуры

$$I_{\text{отн}} = b \cdot \left\{ \left(\int_{E_b}^{E_F - \Delta} E N(E) dE + \Delta \cdot E_F e^{\frac{\varepsilon E}{K_\varepsilon T}} + K_C + K_{H1} \right)^2 + K_{H2} \right\}, \quad (1)$$

где E - энергия состояния, Ридберг; E_F - энергия Ферми; E_b - энергия дна валентной полосы; Δ - энергетический интервал в окрестности уровня Ферми; ε - абсолютная термоЭДС; T - термодинамическая температура; K_C - энергия электронов всех атомов (соединения) в свободном состоянии, Ридберг; K_{H1} (Рид), K_{H2} (ГПа) - варьируемые параметры; b - размерный коэффициент пропорциональности, м²/Н.

В формуле (1) выражение в фигурных скобках, определяющее величину механической твёрдости материала, на наш взгляд, следует дополнить размерным коэффициентом «а»

$$H: \left[a \left\{ \int_{E_b}^{E_F - \Delta} E N(E) dE + \Delta \cdot E_F e^{\frac{\varepsilon E}{K_\varepsilon T}} + K_C + K_{H1} \right\} + K_{H2} \right]^2, \quad (2)$$

где a - коэффициент, ГПа/Рид.

В этом случае достигаются следующие результаты: во-первых, устраняется несоответствие размерностей в (1); во-вторых, расширяются возможности построения корреляционных зависимостей между значениями твёрдости материала и энергии химической связи в нём. Последнее имеет

особенно важное значение при расчёте сложных кристаллографических структур, в частности, фаз Лавеса и сверхструктур типа η - $\text{Me}_6\text{W}_6\text{C}$, формирующих композиционные материалы на основе системы Fe-W-C. С учётом сделанной поправки формула (1) принимает вид

$$I_{\text{отн}} = b \left(a \left(\int_{E_b}^{E_F} E N(E) dE + \int_{E_F}^{\infty} \frac{E}{e^{K/T} + 1} dE \right) + K_C \right) + K_{H1} \left(\int_{E_b}^{E_F} E N(E) dE + \int_{E_F}^{\infty} \frac{E}{e^{K/T} + 1} dE + K_C \right)^2 + K_{H2} \cdot (3)$$

Данная зависимость связывает относительную износостойкость материала с параметрами его электронной структуры, в частности, с плотностью электронных состояний, энергией Ферми, числом заполнения электроны s, p и d-уровней, энергией связи атомов и абсолютной термоЭДС материала покрытия. Использование формулы (3) для оценки относительной износостойкости карбидных фаз предполагает использование одного из зонных методов расчёта плотности электронных состояний (ПЭС). В данной работе использован метод ПЛКП, описанный в работе [13].

Для тестирования данной методики для сложных кристаллографических объектов вычислены полная и локальные парциальные ПЭС изучаемых здесь карбидных систем, определены числа заполнения и уровень Ферми, вычислены энергия K_C и величина диффузионной термоЭДС. Выполненные оценки представлены в табл. 1. На первом этапе сопоставлены расчётные параметры для кубического карбида вольфрама со структурой типа NaCl [3-5] и гексагонального со структурой типа WC.

Таблица 1

Параметры расчёта, твёрдость и относительная износостойкость карбида вольфрама и сверхструктуры η - $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$

Фаза	K_C , Рид	K_{H1} , ГПа	K_{H2} , ГПа	E_F , Рид	ε , мкВ/К	H , ГПа	Относительная износостойкость, $I_{\text{отн}}$
WC (NaCl)	7.642	- 6.0	0.0	0.90	0.002100	23.570	330.450
WC (гекс.)	2.388	- 1.25	20.0	0.83	0.003497	24.182	339.026
η - $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$	11.909	- 1.25	10.0	0.23	0.005542	15.26	213.922

Анализ данных в табл. 1 позволяет отметить, что величины относительной износостойкости карбидов вольфрама в двух кристаллографических модификациях находятся в хорошем согласии с физическими представлениями. Как известно [14], кубическая структура карбида вольфрама (типа NaCl) формируется в области его гомогенности при дефиците углерода в соединении WC_{1-x} , что сопровождается обрывом ковалентных связей и, как следствие, приводит к меньшим значениям твёрдости. Поэтому как твёрдость, так и износостойкость гексагонального карбида вольфрама оказывается выше чем кубического WC, что и подтверждает данный расчёт. Полученные значения относительной износостойкости карбида вольфрама

хорошо согласуются с оценкой М.М. Хрущёва ($I_{\text{отн}} = 330.7$ при твёрдости 24.696 ГПа [8]).

На втором этапе рассматриваемая методика применена к сверхструктуре типа $\eta\text{-Fe}_6\text{W}_6\text{C}$, для которой рассчитаны аналогичные параметры, представленные в табл.1. Основное затруднение здесь было обусловлено выбором расчётного кластера для моделирования сверхструктуры $\eta\text{-Fe}_6\text{W}_6\text{C}$, что связано с ограничениями метода ПЛКП для расчёта плотности состояний электронных подсистем атомов в сложных соединениях. Моделирование осуществлялось перебором более 10 различных конфигураций атомов, для каждой из которых выполнялся расчёт полной и локальных парциальных ПЭС, определены числа заполнения и уровень Ферми, вычислены энергия K_s , величина диффузионной термоЭДС и энергия химической связи (на пару атомов W-C). В качестве параметра оптимизации использованы величины термоЭДС и энергии химической связи (энергия когезии) в приближении Фриделя. Последняя согласно известных физических представлений [15, 16] должна коррелировать с испытанием на твёрдость изучаемого материала. Оптимальное значение энергии когезии атомов W-C в сверхструктуре $\eta\text{-Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ составило величину 4.7 эВ/(на пару), что оказалось в 2.3 раза меньше чем в гексагональном карбиде вольфрама и не противоречит физическим представлениям и экспериментальным оценкам микротвёрдости данных соединений. Рассчитанные значения относительной износостойкости для сверхструктуры $\eta\text{-Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ составили величину $I_{\text{отн}}=213.9$ (при твёрдости 15.26 ГПа), что в 1.6 раз меньше относительно гексагонального карбида вольфрама.

Физическая модель износостойкости металлматричных композиционных материалов. Развитый выше подход был использован для оценки износостойкости всех карбидных фаз, составляющих металлматричный композит на основе системы Fe-W-C. Авторами [17] экспериментально установлено количественное содержание следующих структурных фаз: WC, FeW_3C , $\eta\text{-Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $\eta\text{-Fe}_6\text{W}_6\text{C}$, мартенсит. Для каждой фазы осуществлялось моделирование расчётного кластера перебором различных конфигураций атомов и определение расчётных параметров, используемых для оценки износостойкости в соответствии с соотношением (3). На рис.1 представлены кластеры атомов в соединениях FeW_3C , $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ и мартенсит, соответствующие оптимальным значениям термоЭДС и энергии когезии и не противоречащие экспериментальным данным и физическим представлениям.

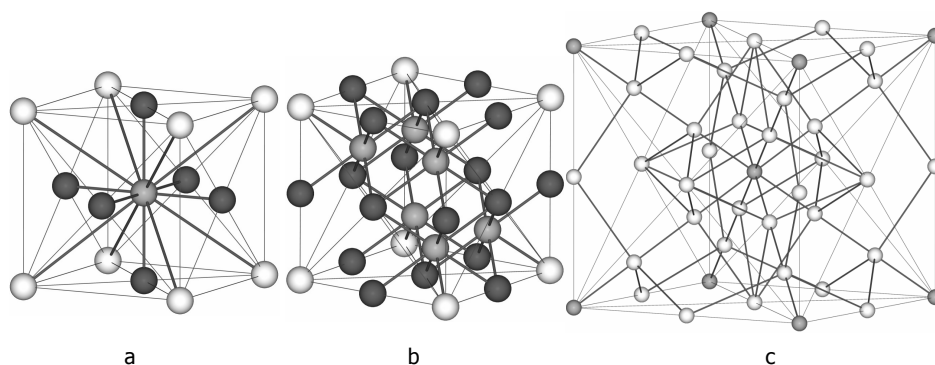


Рис.1. Расчётные кластеры карбидных систем FeW_3C (a), $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ (b) и мартенсита,

моделируемого конфигурацией атомов Fe_2C_{22} (с)

При комнатной температуре кратчайшая длина связи атомов вольфрама и углерода в ряду $\text{WC} \rightarrow \text{FeW}_3\text{C} \rightarrow \text{Fe}_3\text{W}_3\text{C} \rightarrow \text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ составляет $d_0 \sim 2.220\text{\AA}$, 3.905\AA , 3.064\AA и 3.022\AA соответственно, что определяет особенности их энергии химической связи, физические и механические свойства. Результаты расчёта износостойкости структурных фаз, образующих металломатричный композит, представлены в табл. 2 в сопоставлении с физическими и механическими характеристиками.

Следует отметить, что для теоретического расчёта трибологических свойств структурных фаз ММК использована физическая модель абразивного износа, описанная в работах [3-5, 7], которая ранее использовалась только для бинарных ГЦК карбидов и их твёрдых растворов. В данной работе отмеченная физическая модель развита для нового класса кристаллографических структур: гексагонального WC, структуры Лавеса FeW_3C , сверхструктур типа $\eta_1\text{-Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ и $\eta_2\text{-Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ и мартенсита, моделируемого расчетным кластером Fe_2C_{22} . Расчётные значения износостойкости FeW_3C , $\eta_1\text{-Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $\eta_2\text{-Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ и Fe_2C_{22} карбидных систем получены впервые.

Таблица 2

Сопоставление энергии когезии и износостойкости с расчётными и экспериментальными значениями микротвёрдости в соединениях: карбид вольфрама, FeW_3C , $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ и мартенсит

Фаза	Энергия когезии $E_{\text{св}}$, эВ	Относительная износостойкость карбидных фаз $I_{\text{отн}}$	Микротвёрдость фаз H_{μ} , ГПа	
			н.р.	эксп.
Мартенсит	2.0	116.38	8.30	7.58
FeW_3C	2.7	146.35	10.43	-
$\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$	4.2	207.10	16.36	14.93
$\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$	4.7	213.92	15.26	-
WC	10.8	339.03	24.20	23.17

Для раскрытия природы формируемых трибологических свойств в рассмотренных соединениях были детально изучены их структурные и электронные свойства [18]. На основании данных работы [18] изучены особенности электронных подсистем карбидов: WC, FeW_3C , $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ и мартенсита, которые определяют структуру химической связи в них. Анализ распределения парциальных зарядов валентных электронов, представленный в табл. 3, показывает на доминирующую роль вкладов p- и d-электронов атомов железа и вольфрама. Сравнение электронных спектров FeW_3C и $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ позволяет обнаружить усиление гибридизации p- и d-электронов между атомами железа и вольфрама при увеличении содержания железа в соединении. Роль электронной конфигурации железа проявилась в образовании направленных $F_{\text{Fe}} - C_s$, $W_p - C_s$ связей, определивших перестройку электронного энергетического спектра при переходе от исходного WC к сверхструктуре $\eta_1\text{-Fe}_6\text{W}_6\text{C}$.

Таблица 3

Распределение парциальных зарядов q валентных электронов подзоны UVB в карбидах: WC, FeW_3C , $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ и мартенсите

Фаза	q				
	s	p	d	Σspd	Σ

WC	C	1.336	2.833	-	4.169	5.483
	W	0.131	0.228	0.955	1.314	
FeW ₃ C	C	1,605	0,932	-	2.537	17.356
	Fe	0,434	3,959	6,266	10.659	
	W	0,194	2,681	1,285	4.160	
Fe ₃ W ₃ C	C	0.798	1.558	-	2.356	
	Fe	0.427	7.968	0.179	8.574	14.000
	W	0.430	2.113	0.527	3.070	
Fe ₆ W ₆ C	C	0,229	0,399	- 10,973	0.628	
	Fe	0,676	1,958	0,910	13.607	26.000
	W	0,190	10,665		11.765	
Мартенсит	C	1,266	6,704	- 18,982	7.970	27.986
	Fe	0,576	0,458		20.016	

Анализ полученных результатов позволяет установить ряд закономерностей в изменении электронной энергетической структуры, физических и механических свойств исследуемых карбидных систем. В частности, при переходе WC → Fe₃W₃C → Fe₆W₆C происходит уменьшение более чем в 2 раза энергии когезии $E_{\text{св}}$ и 1.6 раза значений микротвёрдости H_{μ} , а также наблюдается снижение в 3 раза величины модуля всестороннего сжатия B_0 [18]. Графическая интерпретация полученных результатов (рис.2) позволяет констатировать наличие зависимости между изменением энергии химической связи как параметра электронной структуры и значениями микротвёрдости в ряду WC → FeW₃C → Fe₃W₃C → Fe₆W₆C → мартенсит.

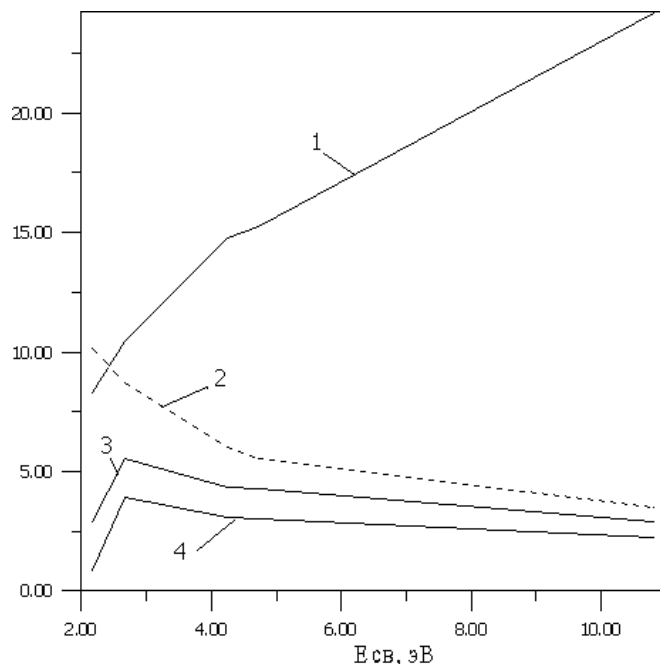


Рис. 2. Расчётные зависимости микротвёрдости H_{μ} в ГПа (1), термоЭДС $\epsilon \cdot 10^3$ в мкВ/град (2), длины связи d в Å (3) и параметра элементарной решётки в Å (4) от энергии когезии

В интервале (4.2÷10) эВ значений энергии химической связи, соответствующему ряду Fe₃W₃C → Fe₆W₆C → WC, для микротвёрдости наблюдается прямая пропорциональность. В этом же интервале энергий связи зна-

чения термоЭДС, длины связи и параметра решётки имеют обратно пропорциональную зависимость.

Известно [19], что структурно-чувствительным параметром наряду с другими могут служить величина и знак термоЭДС. Последние определяют характер распределения ПЭС в окрестности уровня Ферми в соответствии с моделью Мотта [11]. Трактровка кривых 1 и 2 (см. рис.2) с этих позиций позволяет высказать заключение о том, что структуры мартенсита и фазы Лавеса FeW_3C имеют в два раз большую степень беспорядка (из сопоставления величин термоЭДС), чем карбиды ряда $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C} \rightarrow \text{Fe}_6\text{W}_6\text{C} \rightarrow \text{WC}$. Данное утверждение согласуется с физическими представлениями и экспериментальными данными и может быть проиллюстрировано рис. 3. Анализ приведённых выше результатов показывает, что с увеличением значений термоЭДС соответствующей карбидной фазы наблюдается уменьшение износостойкости и модуля объёмного сжатия, что согласуется с экспериментальными данными по износостойкости.

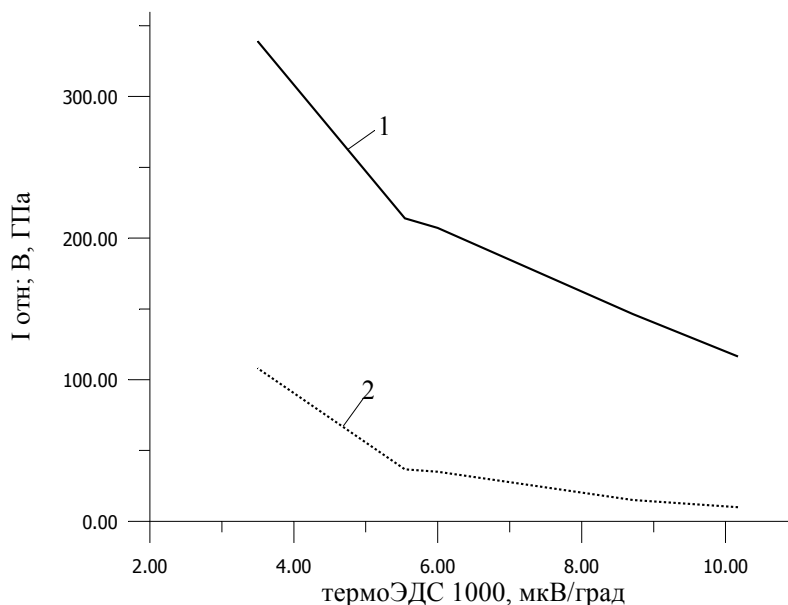


Рис. 3. Корреляционные зависимости износостойкости $I_{отн}$ (1) и модуля всестороннего сжатия B_0 (2) от величины термоЭДС ϵ карбидных фаз

Физическое обоснование экспериментально обнаруженных фактов взаимосвязи между показателями износостойкости и величиной абсолютной термоЭДС материала (характеристики электронного строения), выполненное ранее в работах [3-5, 7], получило в настоящей работе дальнейшее развитие.

Отметим, что энергия когезии определяется состоянием электронных подсистем и длиной связи между атомами в соединении, обусловленной их конфигурацией, и поэтому может выступать важной характеристикой структурных и электронных свойств материала, взаимосвязанной в свою очередь с показателями износостойкости материала.

При моделировании физических, механических и трибологических свойств металломатричного композита на основе системы Fe-W-C использо-

ваны подходы и методики, развитые в работах [3-5, 7, 20]. В рамках адиабатического приближения и по аналогии с работой [20] для оценки величины микротвёрдости и относительной износостойкости металломатричного композита, составленного из погруженных в мартенсит карбидных фаз, взяты соотношения из [21, 22], использующие весовой коэффициент каждой фазы:

$$H = \sum_{i=1}^n k_i \cdot H_i, \quad (4)$$

где H - микротвёрдость i -й фазы; k - массовый коэффициент фазы; i - тип фазы;

$$I_{отн} = \sum_{i=1}^n k_i \cdot I_{отн, i}, \quad (5)$$

где $I_{отн}$ - относительная износостойкость металломатричного композита, $I_{отн, i}$ - относительная износостойкость i -й фазы.

Таким образом, износостойкость металломатричных композиционных материалов, составленных из рассмотренных выше карбидных фаз, определяется как сумма парциальных износостойкостей отдельных фаз, нормированных на количественное содержание фаз в композите. Последнее может быть установлено рентгенофазовым анализом. Рассчитанное значение относительной износостойкости металломатричного композиционного материала на основе 40% ПМ сталь + 60% WC составило величину порядка $I_{отн} = 174,5$, что оказалось почти в 2 раза меньше, чем у гексагонального карбида вольфрама.

Моделирование трибологических свойств металломатричных композиционных покрытий. Расчётные значения износостойкостей металломатричных композиционных покрытий для разных исходных составов, полученные на базе развитой выше физической модели, приведены в табл.4 в сопоставлении с экспериментальными значениями интенсивности износа. Анализ данных, представленных в табл.4, позволяет сделать заключение об адекватности расчётных значений микротвёрдости и относительной износостойкости экспериментальным данным по абразивному износу металломатричных композиционных материалов на основе системы Fe-W-C.

Таблица 4

Взаимосвязь исходного состава композиции с микротвёрдостью, относительной износостойкостью и интенсивностью абразивного износа металломатричного композиционного материала

Исходная композиция ПМ сталь + WC	Микротвёрдость H , ГПа	Относительная износостойкость ММК $I_{отн}$	Интенсивность износа ММК, мг/км
35% ПМ сталь + 65% WC	16,171	226,717	1119.880
40% ПМ сталь + 60% WC	12,443	174,454	1213.203
40% ПМ сталь + 30% WC + 30% W_2C	10,732	150,467	1313.028

Таким образом, применение описанной выше аналитической модели взаимосвязи физических свойств с износостойкостью позволяет выполнять оценки характеристик износостойкости не только для сложных соединений типа сверхструктур, но и для металломатричных композиционных материалов, например, на основе системы Fe-W-C.

Библиографический список

1. Бобров Г.В. Послеэксплуатационное восстановление поверхностей изделий нанесением неорганических покрытий / Г.В. Бобров, А.А.Ильин, Л.М.Петров // Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов оборудования, инструмента и технологической оснастки: мат. 8-й Международ. практ. конф. 10-13 апр. 2006 г. Ч. 1.- СПб.: ИПТУ, 2006.-С. 98-119.
2. Рыжкин А.А. Синергетика изнашивания инструментальных режущих материалов (трибоэлектрический аспект) / А.А.Рыжкин. - Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2004.- 323с.
3. Илясов В.В. Физико-химические основы создания новых твердых и сверхтвердых инструментальных материалов: дис.... д-ра техн. наук: 05.02.01, 05.02.04. – Ростов-на-Дону, 2000. - 348 с.
4. Илясов Ю.В. Влияние состава твёрдых сплавов на износ при резании металлов: дис... канд. техн. наук: 05.03.01, 05.02.04. – Ростов н/Д, 2005. - 130 с.
5. Рыжкин А.А., Илясов В.В. О связи между износостойкостью и физическими свойствами инструментальных материалов // Вестник машиностроения. - 2000. - №12. – С. 32-40.
6. *Vierrege G.* Zerspanung der Eisenwerkstoffe.-Verlag Stahleisen.-2. Auflage.- Düsseldorf, 1970. - S. 81-83.
7. Рыжкин А.А., Илясов В.В., Илясов Ю.В. Оценка абразивного износа инструментальных материалов // Вестник ДГТУ. Сер.Трение и износ.- Ростов н/Д. - 2000.- С.13-22.
8. Хрущов М.М. Закономерности абразивного изнашивания//Износостойкость. / М.М. Хрущов. - М.: Наука, 1975.-С. 5-28.
9. *Fridel J.* The Physics of Metals I., edited by J.M.Ziman (Cambridge University Press, Cambridge, 1969).
10. Каролик А.С., Голуб В.М. Расчет электронных свойств парамагнитных Cu-Ni сплавов методом ППВ в приближении виртуального кристалла//ФММ. 1997. Т.83. Вып. 5. - С. 5-13.
11. *Mott N.F.* The Resistance and Thermoelectric Properties of the Transition Metals//Proc.Roy.Soc. 1936. A156. - P. 368-382.
12. Блатт Ф.Дж. Термоэлектродвижущая сила металлов. / Ф.Дж. Блатт, П.А.Шредер, К.Л.Фойлз, Д.Грейг: пер. с англ.; под ред. Д.К. Белашенко. - М.: Металлургия, 1980. - 248 с.

13. Илясов В.В., Сафонцева Н.Ю., Никифоров И.Я. Электронная структура и природа химической связи нитрида бора в сфалеритной модификации //ФТТ. - 1994. - Т.2. - № 2. - С. 451-459.
14. Курлов А.С., Гусев А.И. Фазовые равновесия в системе W – C и карбиды вольфрама // Успехи химии.- 2006.- 75. - № 7.- С. 687-708.
15. Григорович В.К. Твердость и микротвердость. / В.К. Григорович. - М. : Наука, 1976. – 230 с.
16. Харрисон У. Электронная структура и свойства твердых тел / У. Харрисон // Физика химической связи. - М.: Мир, 1983. - Т.1. – 381 с.
17. Илясов А.В., Рыжкин А.А., Илясов В.В. Особенности фазообразования при кристаллизации расплава системы Fe-W-C после осаждения в потоках плазмы // ФХОМ.-2007.- № 4.- С. 21-24.
18. Илясов А.В., Рыжкин А.А. Особенности электронной структуры карбидных систем Fe_3W_3C и WC при их кристаллизации из расплава Fe-W-C// 9-й Междунар. симпозиум «Упорядочения в металлах и сплавах». -ОМА-9. – Ростов н/Д, п. Лоо, 12-16 сент.2006 г.: тр. симпозиума. Ч.1.- Ростов-н/Д: Изд-во РГПУ, 2006.- С. 192-195.
19. Рыжкин А.А. Трибоэлектрические явления и износ инструментальных материалов / А.А. Рыжкин // Надежность и эффективность станочных и инструментальных систем: сб. науч. тр.- Ростов-н/Д, 1998.-С. 9-51.
20. Ilyasov V., Ryzhkin A., Ilyasov Yu. Prospects of computer modelling for a level of wear resistance of PM hard materials on the basis WC-Fe-Ni //Powder Metallurgy Progress, 2002, Vol.2, No/1, P.44-53.
21. Перспективы метода плазменной наплавки износостойких металломатричных композитов на поверхности инструмента и технологической оснастки / А.В. Илясов, А.А. Рыжкин, В. Тайзен и др. // Технология ремонта, восстановления деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки: мат. 8-й Междунар. практ. конф.-выставки: В 2 ч. Ч.1. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2006. – С. 45-50.
22. Ilyasov A., Ryzhkin A., Ilyasov V. Structure and phase transitions of some crystals in the systems Fe-WC after discrete plasma influence // Proceeding of the European crystallographic conf. ECM-23 2006, 6-11 Aug.- Leuven, Belgium, 2006.- P. 193.

Материал поступил в редакцию 20.04.08.

V.V. ILYASOV, A.A. RYZHKIN, A.V. ILYASOV

PHISICAL MODEL WEAR RESISTANCE OF METAL MATRIX COMPOSITE MATERIALS

It is given to the method calculation of wear resistance of WC, phase Laves, superstructure and composite materials on their basis. Received results are discussed.

ИЛЯСОВ Виктор Васильевич (р.1945), доктор технических наук (2001), профессор кафедры «Физика» Донского государственного технического университета. Окончил физический факультет РГУ (1973).

Научные интересы: компьютерное материаловедение, квантовая химия твёрдого тела, рентгеновская спектроскопия, электронная и кристаллическая структуры нитридов группы A^3B^5 и карбидов переходных металлов, воздействие мощных потоков энергии на материалы, изучение структуры и свойств наноструктурированных материалов, трибология.

Автор 160 научных статей и авторских свидетельств СССР.

РЫЖКИН Анатолий Андреевич (р.1938), зав.кафедрой «Инструментальное производство» (1986), доктор технических наук (1985), профессор кафедры «Инструментальное производство» (1985). Окончил РИСХМ (1960) по специальности «Технология машиностроения, металлорежущие станки и инструменты». Заслуженный деятель науки и техники РФ, лауреат премии Президента РФ в области образования.

Научные интересы: термодинамика трения и изнашивания, исследование синергетических процессов при трении применительно к резанию материалов, оптимизация резания, оптимальные технологии комбинированного упрочнения инструментальных материалов.

Автор более 350 научных трудов, в том числе 6 монографий, 2 учебных пособия и 4 авторских свидетельства СССР. Под его руководством защищено 5 докторских и 16 кандидатских диссертаций.

ИЛЯСОВ Алексей Викторович (р.1981), аспирант 3-го года обучения кафедры «Инструментальное производство» ДГТУ. Окончил ДГТУ (2004).

Лауреат премии Губернатора Ростовской области (2003), Грант Президента Российской Федерации для научной стажировки за рубежом (2005/06 года).

Научные интересы: теоретическое моделирование основы композиционных материалов с прогнозируемыми функциональными свойствами, исследование взаимосвязи износостойкости и электронной структуры материалов.

Автор - 20 печатных работ, в том числе в международных научных журналах и трудах конференций.